

ОЦІНКА ВТОМНОЇ ДОВГОВІЧНОСТІ З УРАХУВАННЯМ МІКРОСТРУКТУРИ, КОНЦЕНТРАЦІЇ НАПРУЖЕНЬ ТА АСИМЕТРІЇ ЦИКЛУ НАВАНТАЖЕННЯ

О. Герасимчук, О. Кононученко

Інститут проблем міцності імені Г.С.Писаренка НАН України, Київ, Україна

Summary. A model is proposed for the fatigue life estimation of the material taking into account microstructure, stress concentration and asymmetry of constant load cycle. The model is tested for the results of fatigue testing specimens of Ti–6Al–4V titanium alloy condensate prepared by electron-beam physical vapor deposition method (EB PVD-method). The specimens had manufacturing defects, such as column defects of different diameters reaching the specimen surface. The model is also tested for the experimental fatigue data of Ti–6Al–4V titanium alloy taken from the literature for various asymmetries of load cycling. Comparison between results of calculation and experiment showed a good agreement. In order to fill the model, it is sufficient to have the results from monotonic tensile testing and characteristics of microstructure of the starting material.

Вступ. Ще до недавнього часу серед наукової спільноти, яка займається проблемами втоми матеріалів існувало стійке переконання, що неможливо розрахувати втомну довговічність чи криву втоми матеріалу без проведення випробувань на втому або втомну тріщиностійкість. Натомість останніми роками, завдяки врахуванню у втомному процесі мікроструктурних чинників, ця думка поступово змінюється. Процес втомного руйнування матеріалів та елементів конструкцій на сьогодні загально прийнято розділяти на дві стадії: стадію зародження тріщини і стадію її росту до руйнування. У роботі [1] було запропоновано оцінювати довговічність (тобто кількість циклів навантаження) до руйнування N_{total} як суму довговічностей до ініціювання тріщини N_i і під час її росту N_{FCG} :

$$N_{total} = N_i + N_{FCG} . \quad (1)$$

Для оцінки втомної довговічності до ініціювання тріщини глибиною в один розмір зерна d за регулярного циклічного симетричного одновісного навантаження гладких зразків з титанових сплавів у [1] було отримано наступне рівняння:

$$N_i = \beta^2 / (\sigma_a - \sigma_{-1})^2, \quad (2)$$

де

$$\beta = \frac{EM}{(1+\nu)^3 \sqrt{\pi(1-\nu)}}, \quad (3)$$

де M – середнє значення фактору Тейлора відносно напрямку дії σ_a , яке визначається з аналізу кристалографічної текстури вихідного матеріалу, E – модуль пружності і ν – коефіцієнт Пуассона, що визначаються з випробувань на короточасний розтяг, σ_{-1} – границя витривалості за симетричного циклу (параметр, що розраховується), σ_a – амплітуда прикладеного напруження, N_i – кількість циклів навантаження.

Границю витривалості можна визначити за отриманою в [2] феноменологічною залежністю σ_{-1} від розміру зерна d :

$$\sigma_{-1} = (E\sqrt{b}) / \sqrt{l_c}, \quad (4)$$

$$l_c = E^2 b \left(A + B \cdot \arctg \left(\left(E \sqrt{\frac{b}{4d}} - A \right) / B \right) \right)^{-2}, \quad (5)$$

де $A = (\sigma_f + \sigma_p) / 2$; $B = (\sigma_p - \sigma_f) / \pi$; $\sigma_f \cong ME[2(1 + \mu)]^{-1} \cdot 10^{-3}$ – напруження внутрішнього тертя в кристалічній ґратці; σ_p – границя пропорційності; b – модуль вектора Бюргерса.

Довговічність на другій стадії втомного руйнування N_{FCG} , тобто під час росту втомної тріщини від початкової глибини $l = d$ до кінцевої глибини $l = l_t$, розраховується наступним чином [1]:

$$N_{FCG} = \frac{1}{b} \left[\int_d^{l_i} \left(\frac{2K_{th,l}}{\sigma_a(Y_1 + Y_2)\sqrt{\pi l}} \right)^{m_l} dl + \left(\frac{K_{th}}{K_T} \right)^m \int_{l_i}^{l_t} \left(\frac{K_T}{\sigma_a Y_2 \sqrt{\pi l}} \right)^{m_l} dl \right] + \frac{1}{b} \int_{l_i}^{l_t} \left(\frac{K_{th}}{\sigma_a Y_2 \sqrt{\pi l}} \right)^m dl, \quad (6)$$

де

$$l_i = l_s (\sigma_{-1} / \sigma_a)^2, \quad (7)$$

$$l_s = \frac{8^2 \cdot \pi (1 + \nu)^2 h}{12 \cdot M^2 b} \cdot d, \quad (8)$$

$$K_{th,l} = K_{th,d} \frac{Y_2}{Y_1} \left(\frac{l}{d} \right)^{m'}, \quad (9)$$

$$m' = \frac{1}{2} \cdot \log \left(\frac{l_s}{d} \right) / \log \left(\frac{l_s \cdot \sigma_{-1}^2}{d \cdot \sigma_a^2} \right), \quad (10)$$

$$K_{th,d} = \sigma_{-1} Y_1 \sqrt{\pi d}, \quad (11)$$

$$m_l = 3 \frac{\log(E\sqrt{b}) - \log K_f}{\log K_{th,l} - \log K_f}, \quad (12)$$

$$\log K_f = \frac{1}{3} (3 \log E + \log \sqrt{b} - 5), \quad (13)$$

$$K_{th} = \sigma_{-1} Y_2 \sqrt{\pi l_s}, \quad (14)$$

$$K_T = \sigma_p \sqrt{12 \cdot \pi d}, \quad (15)$$

$$m_l = \left(m_d' \cdot \log \frac{\sigma_a}{\sigma_{-1}} - m \cdot \log \frac{K_T}{K_{th}} \right) / \log \sqrt{\frac{d}{l_i}}, \quad (16)$$

$$l_i' = 12 \cdot d (\sigma_p / (Y_2 \sigma_a))^2, \quad (17)$$

m розраховується за формулою (12), підставляючи K_{th} (пороговий КІН для довгої тріщини (ДТ)) замість $K_{th,l}$ (пороговий КІН для фізично малої тріщини (ФМТ)); m_d' розраховується за (12), підставляючи $K_{th,d}'$ (пороговий КІН для мікроструктурно короткої тріщини (МКТ)) замість $K_{th,l}$, а $K_{th,d}'$ – за формулою (11), підставляючи Y_2 замість Y_1 ; l_t – кінцева глибина тріщини, що приймається за критерій руйнування від втоми; h – відстань між сусідніми паралельними площинами ковзання у кристалічній ґратці залежно від того, яка система ковзання активується відповідно до визначеного фактора Тейлора; Y_1 та Y_2 – це геометричні фактори для найглибшої точки фронту плоскої напівкруглої поверхневої тріщини: $Y_2 = 0,73$ (для ДТ і ФМТ), Y_1 (для МКТ) залежно від M розраховується за формулою [3]:

$$Y_1 = Y_2 \left(2\sqrt{1/(d/l_s + 1)} - 1 \right) \quad (18)$$

Рівняння (6) являє собою суму довговічностей під час росту тріщини на трьох етапах її росту і отримано в результаті інтегрування відповідних рівнянь швидкості росту на кожному етапі. Перший етап – це ріст ФМТ уздовж площин ковзання окремих зерен від глибини d (кінцевий розмір МКТ) до глибини l_i , яка визначається за рівнянням (7). На цій глибині відбувається зміна механізму подальшого росту тріщини, і починається другий етап – ріст ФМТ у площині, перпендикулярній напрямку дії прикладеного напруження розтягу σ_a , до глибини l_i' , яка визначається за формулою (17). Тріщину такого розміру l_i' вже можна вважати довгою, виходячи з умови, що розмір циклічної пластичної зони попереду її вістря досягне розміру зерна d , при цьому прикладений КІН у її вістрі досягне значення K_T (формула (15)), і починається третій етап – ріст ДТ до кінцевої глибини l_t . Детальне описання рівнянь швидкості росту на цих етапах росту представлено у [3].

Наведена вище модель для оцінки довговічності була перевірена на експериментальних втомних даних для восьми різних двофазних титанових сплавів з трьома різними типами структури і отримано задовільний збіг розрахованих кривих втоми до руйнування з експериментальними даними. Результати такого порівняння представлено у [1].

Метою даної роботи є застосування запропонованого вище підходу для випадку, коли втомна тріщина ініціюється і росте від вершини концентратора напружень, а також за наявності асиметрії циклу навантаження, що, як правило, відбувається в елементах конструкцій, які працюють в умовах змінних навантажень.

Концентрація напружень. З рівнянь (2) і (3) видно, що довговічність до ініціювання втомної тріщини N_i визначається через характеристики пружності: E та ν та характеристику кристалографічної текстури M , а σ_a являє собою амплітуду прикладених напружень, що у випадку наявності концентратора прикладена на відстані від концентратора, тобто являє собою амплітуду номінальних напружень, прикладених у небезпечному перерізі. Звідси впливає важливий висновок, що такі чинники, як розмір зерна і концентрація напружень, повинні враховуватися під час розрахунку N_i параметром, що являє собою границю витривалості. Таким чином, для оцінки довговічності (або кривих втоми) за наявності вище перелічених чинників необхідно вміти оцінювати границю витривалості з їхнім урахуванням.

Вплив концентрації напружень на границю витривалості зазвичай представляється ефективним коефіцієнтом концентрації K_f , що визначається відношенням границі витривалості гладких зразків $\sigma_{-1,e}$ до границі витривалості зразків з концентратором $\sigma_{-1,K}$. Лукаш і Клесніл у [4] запропонували емпіричну формулу для визначення K_f в наступному вигляді:

$$K_f = K_t / \sqrt{1 + 4,5 \cdot l_c^* / \rho}, \quad (19)$$

де K_t – теоретичний коефіцієнт концентрації напружень для концентратора радіусом ρ , l_c^* – критична відстань. Ця формула добре працює для так званих «тупих і мілких» концентраторів ($K_t \leq 4$), зокрема для круглих або еліптичних отворів, що найчастіше зустрічаються на практиці. Критична відстань l_c^* у формулі (19) – це відстань від вершини концентратора (в напрямку перпендикулярному σ_a), на якій локальне напруження досягає рівня $\sigma_{-1,e}$ під час дії номінального нетто-напруження σ_a , що дорівнює $\sigma_{-1,K}$. Різними авторами давалися різні визначення l_c^* під час виведення аналогічної (19) формули,

підганяючи таким чином формулу (19) до кращого збігу з експериментальними результатами. Загалом, вони пов'язували l_c^* з введенням свого часу Ель Хаддадом [5] додатковим розміром l_s до розміру короткої тріщини для того, щоб застосовувати апарат лінійно-пружної механіки руйнування під час аналізу коротких тріщин, і який визначався з формули (14), підставляючи експериментально встановлені K_{th} та σ_{-1} . Однак ці параметри, l_c^* та l_s , мають різний фізичний зміст. Так l_c^* , окрім зазначеного вище визначення, відображає відстань від вершини концентратора, на якій крива пружно-пластичного розподілу локальних напружень в околі концентратора досягає максимуму [6]. Натомість параметр l_s , як було показано у [3], визначає глибину ФМТ від поверхні гладкого зразка, на якій досягається максимальний рівень ефекту закриття тріщини і відбувається зміна механізму її подальшого росту, при цьому КІН у її вістрі досягає порогового значення для ДТ, K_{th} , під час дії номінального бруто-напруження σ_a , максимально наближеного до $\sigma_{-1,e}$. Як показують розрахунки, для деяких матеріалів l_s може дорівнювати l_c , але цей збіг є випадковим і залежить від розміру зерна, d . Так для сплавів з ГЦУ кристалічною ґраткою $l_s \approx (12...13)d$, а для сплавів з ОЦК і ГЦК кристалічними ґратками $l_s \approx (6...8)d$. Натомість l_c для дрібнозернистих матеріалів (отже, високоміцних) може дорівнювати l_s або перевищувати його, а для матеріалів з великим зерном (отже, більш пластичних) l_c може навіть не перевищувати розмір одного зерна. При цьому за абсолютною величиною розмір l_c для дрібнозернистих матеріалів значно менший ніж для крупнозернистих.

Аналізуючи класичну залежність границі витривалості від K_t [7], яка показує, що за $K_t > 4$ границя витривалості не залежить від K_t , можна зробити висновок, що зразки з концентратором за низьких K_t ($K_t < 4$) поведуться подібно гладким зразкам. Іншими словами, якщо в гладких зразках на рівні їхньої границі витривалості можуть виникати тріщини, що не перевищують за розміром розмір зерна, тобто МКТ, як це стверджується у [8], то у зразках з тупими і мілкими концентраторами на рівні їхньої границі витривалості можуть утворюватись тріщини такого самого розміру. А у зразках з глибшими і гострішими концентраторами, тобто за $K_t > 4$, на рівні їхньої границі витривалості будуть виникати тріщини, що не розповсюджуються, вже більших розмірів, тобто ФМТ, що зумовлені ефектом закриття тріщини та градієнтом локальних напружень, і втомна міцність стає незалежною від K_t та визначається, залежно від глибини концентратора, пороговим напруженням σ_{th} для ФМТ та ДТ. Виходячи з указанного вище, було зроблено припущення, що параметри l_c^* з рівняння (19) і l_c з рівняння (4) є однаковими за таких малих K_t . Таким чином, враховуючи (4) і (19), формула для розрахунку границі витривалості зразків з тупими і мілкими ($K_t < 4$) концентраторами матиме наступний вигляд:

$$\sigma_{-1} = \frac{E\sqrt{b}}{K_t} \sqrt{1/l_c + 4,5/\rho}, \quad (20)$$

де l_c розраховується за формулою (5).

Після того, як тріщина ініціювалась у вершині концентратора, вона спочатку росте в так званій «зоні піка» локальних напружень, обмеженій критичною відстанню l_c , на якій прикладене напруження можна вважати постійним, що дорівнює

$$\sigma_a(l_c) = \sigma_a K_t / \sqrt{1 + 4,5 \cdot l_c / \rho}, \quad (21)$$

а потім – у зоні градієнту локальних напружень допоки не вийде з цієї зони. Прикладене локальне напруження $\sigma_a(l)$ на цій ділянці зменшується до рівня номінального σ_a за рівнянням

$$\sigma_a(l) = \sigma_a K_t / \sqrt{1 + 4,5 \cdot l / \rho}. \quad (22)$$

Отже, довговічність під час росту втомної тріщини від вершини концентратора буде розраховуватись за таким же рівнянням (6), що і для гладких зразків, тільки на три характерні ділянки росту накладатиметься ще одна ділянка залежно від її розміру l_c відносно межі характерної ділянки l_i , де замість номінального напруження σ_a потрібно підставляти $\sigma_a(l_c)$, визначене за рівнянням (21), а для решти ділянок підставляти $\sigma_a(l)$, визначене за рівнянням (22).

Для підтвердження достовірності запропонованої вище моделі для оцінки довговічності з урахуванням концентрації напружень було використано результати випробувань на втому в умовах симетричного згину зразків «конденсат/підкладка» з титанового сплаву Ti-6Al-4V [9], які містили концентратори напружень у вигляді дефектів від технології виготовлення конденсату. У результаті дослідження втомних зламів зразків було виявлено, що в усіх зразках (окрім трьох) ініціювання тріщини відбувалося на межі концентратор/матриця, на поверхні конденсату. У трьох зразках втомна тріщина ініціювалася на поверхні підкладки. Тому останні вважали такими, що являють собою «умовно бездефектний» конденсат, або іншими словами, гладкими зразками. Найтиповіші втомні злами представлено на рис. 1.

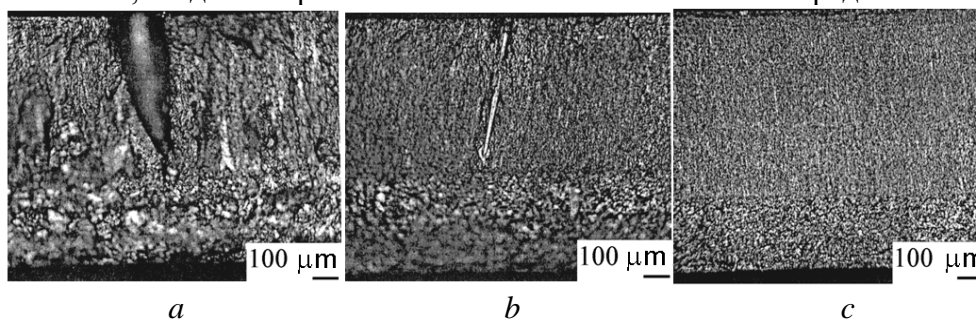


Рисунок 1. Типові втомні злами зразків «конденсат/підкладка» зі сплаву Ti-6Al-4V: *a* – руйнування від концентратора ($2\rho \cong 200$ мкм); *b* – руйнування від концентратора ($2\rho \cong 20$ мкм); *c* – руйнування ініціювалося на поверхні підкладки.

Для розрахунку довговічності зразків із конденсату сплаву Ti-6Al-4V за розробленою моделлю було використано наступні вихідні дані: $E = 1,25 \cdot 10^5$ МПа, $\nu = 0,3$, $\sigma_p = 820$ МПа, $d = 3,5$ мкм [9]. За результатами текстурного аналізу конденсату було зроблено висновок, що ковзання і відповідно ініціювання втомної тріщини відбувалося в призматичних площинах кристалів ГЦУ α -фази. Тому було прийнято, що параметр b буде дорівнювати $2,5 \cdot 10^{-10}$ м, а $h = b\sqrt{3} = 4,33 \cdot 10^{-10}$ м [3]. На підставі встановленого кристалографічного орієнтування α -зерен, а також враховуючи, що в кожному α -кристалі є по три напрямки в призматичних площинах, можна припустити, що на поверхні зразка уздовж периметра досліджуваних концентраторів ($2\rho = 20 \dots 300$ мкм) завжди знайдеться хоча б одне зерно ($d = 3,5$ мкм) з найсприятливішим для ковзання орієнтуванням. Таким чином, було прийнято $M = 2$, тобто найменше можливе значення цього параметру. Теоретичні коефіцієнти концентрації K_t для кожного випробуваного зразка з відповідним діаметром концентратора 2ρ були розраховані за допомогою методу скінченних елементів (МСЕ). При цьому концентратор імітувався наскрізним отвором.

На рис. 2 наведено розраховані за допомогою МСЕ пружні розподіли локальних напружень від вершини концентратора уздовж напрямку, перпендикулярному $\sigma_a = \sigma_{-1}$, для

довільних діаметрів концентратора. При цьому σ_{-1} для кожного діаметра 2ρ розраховано за формулою (20). Горизонталь відповідає границі витривалості гладких зразків $\sigma_{-1,e}$, розрахованій за формулою (20) за умов $K_t=1$ і $\rho=\infty$. Середнє арифметичне абсцис перетину $(l_c^*)_m$ відповідних кривих локальних розподілів з горизонталлю, що дорівнює 13,72 мкм, добре збігається з $l_c=13,8$ мкм, визначеним за формулою (5), що підтверджує правильність зробленого припущення про ідентичність цих параметрів критичної відстані. В ідеалі, криві розподілу локальних напружень для різних ρ і горизонталь $\sigma_a = \sigma_{-1,e}$ (тобто для $\rho=\infty$) повинні перетинатися в одній точці. Проте насправді, як видно з рис. 2, цього не відбувається, оскільки криві розподілу отримано чисто теоретично, а границі витривалості розраховано за рівнянням (20), яке має емпіричний характер.

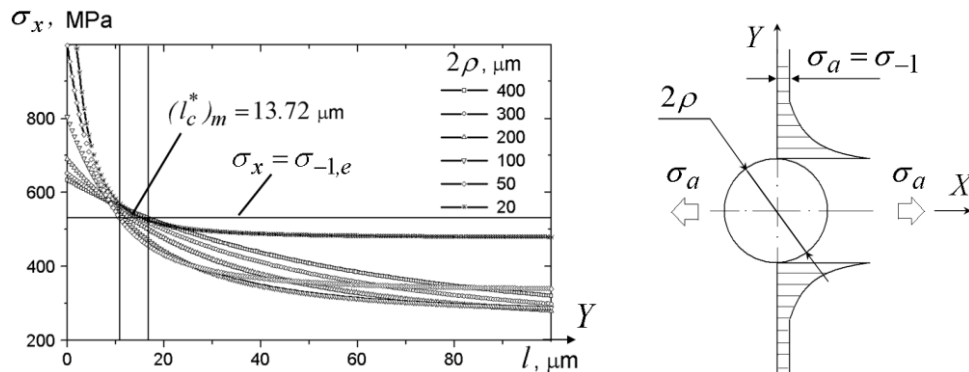


Рисунок 2. Пружні розподіли локальних напружень від вершини концентратора.

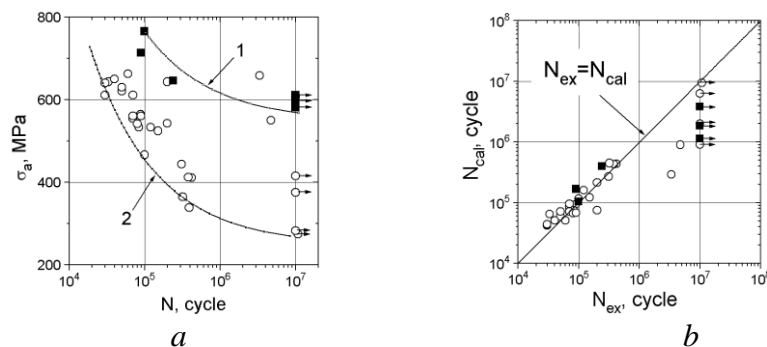


Рисунок 3. Порівняння результатів розрахунку і експерименту: *a* – розраховані криві втоми: крива 1 для умовно бездефектного конденсату ($\rho = \infty$, $K_t = 1$), крива 2 для конденсату з концентратором у вигляді наскрізного отвору діаметром $2\rho = 300$ мкм ($K_t = 2.913$); *б* – порівняння розрахованих N_{cal} довговічностей з експериментальними N_{ex} . \circ , \blacksquare – експериментальні дані; \circ – руйнування ініціювалося від дефекту в конденсаті, \blacksquare – руйнування ініціювалося від поверхні підкладки.

На рис. 3,*a* наведено результати випробувань на втому до руйнування за встановленим критерієм $l_t = 0,1$ мм зразків (конденсат / підкладка) зі сплаву Ti-6Al-4V в координатах: амплітуда номінальних напружень σ_a проти числа циклів навантаження N . Там же нанесено розраховані за запропонованою моделлю криві втоми до руйнування для умовно бездефектного конденсату і для конденсату з найбільшим виявленим концентратором. Як видно з рис. 3,*a*, практично всі експериментальні точки (не зафарбовані символи), що представляють зразки з дефектами різного діаметру, лежать в області, обмеженій цими кривими. Зафарбовані символи представляють зразки, руйнування в яких починалося з боку підкладки, що свідчить про вищу втому міцність бездефектного

конденсату порівняно з матеріалом підкладки. Тому той факт, що ці точки лежать трохи нижче розрахованої кривої, є цілком виправданим. На рис. 3,б представлено порівняння розрахованих та експериментально встановлених довговічностей до руйнування для кожного випробуваного зразка, з якого видно задовільний збіг розрахунку з експериментальними даними.

Асиметрія циклу. Для оцінки втомної довговічності за асиметричного циклу навантаження пропонується такий самий підхід, як і для випадку наявності концентратора напружень. Тобто вплив асиметрії циклу напружень враховується у рівнянні довговічності до ініціювання тріщини через вплив середнього напруження циклу на границю витривалості. На сьогодні втомна міцність за асиметричного циклу навантаження визначається розмахом напружень $\Delta\sigma_R$ або максимальним напруженням циклу $\sigma_{\max,R}$, як степеневою емпіричною функцією границі витривалості за симетричного циклу і середнього напруження циклу [10]:

$$\Delta\sigma_R = \Delta\sigma_{-1} \left(1 - (\sigma_m / \sigma_L)^n \right), \quad (23)$$

де σ_m – середнє напруження циклу, σ_L – гранична умова, якою може бути або границя міцності σ_B , або напруження текучості $\sigma_{0,2}$. Для титанових сплавів припускається, що $n=1$ і $\sigma_L = \sigma_{0,2}$. Тоді, враховуючи, що $\Delta\sigma_{-1} = 2\sigma_{-1}$, $R = \sigma_{\min} / \sigma_{\max}$ і $\sigma_m = (\sigma_{\min} + \sigma_{\max}) / 2$, з (23) отримаємо вираз для оцінки границі витривалості за різних асиметрій R :

$$\Delta\sigma_R = \frac{2\sigma_{-1}}{1 + (\sigma_{-1}(1+R)) / (\sigma_{0,2}(1-R))} \quad (24)$$

та

$$\sigma_{\max,R} = \Delta\sigma_R / (1 - R). \quad (25)$$

Тоді рівняння довговічності до ініціювання тріщини з урахуванням асиметрії циклу для титанових сплавів матиме наступний вигляд:

$$N_i = \beta^2 / (\sigma_{\max} - \sigma_{\max,R})^2 \quad (26)$$

або

$$N_i = (1 - R)^2 \beta^2 / (\Delta\sigma - \Delta\sigma_R)^2, \quad (27)$$

де β визначається за формулою (3).

На стадії росту тріщини використовується рівняння (6) без змін, оскільки ключовий параметр l_s (див. рівняння (8)), що визначається відношенням порогового КІН до границі витривалості, є постійною величиною для окремого матеріалу і не залежить від асиметрії (див. рівняння (14)). Тільки в формулах (7) – (16) замість σ_{-1} потрібно підставляти $\sigma_{\max,R}$, а замість σ_a підставляти σ_{\max} .

Для підтвердження достовірності запропонованого підходу було використано експериментальні дані втомних випробувань за різних асиметрій зразків із титанового сплаву Ti-6Al-4V з бімодальною мікроструктурою, взяті з літературних джерел [11]. У розрахунках використано наступні вихідні дані: $E = 1,1 \cdot 10^5$ МПа, $\nu = 0,3$, $\sigma_{0,2} = 915$ МПа, $\sigma_p \cong 0,75 \cdot \sigma_{0,2} = 686$ МПа, $d = 20 \cdot 10^{-6}$ м і $M = 2,174$ (взято з [11]), $b = 2,5 \cdot 10^{-10}$ м, $h = 4,5 \cdot 10^{-10}$ м (взято з [3]). Оскільки у [11] вказано, що випробування на втому проводились за одновісного навантаження (розтяг-стиск) зразків діаметром 3 мм до повного руйнування, за критерій руйнування у розрахунках кривих втоми до руйнування було прийнято кінцеву глибину напівкруглої тріщини 2 мм, припускаючи при цьому, що 1 мм прийшлося на остаточний (миттєвий) долом зразка.

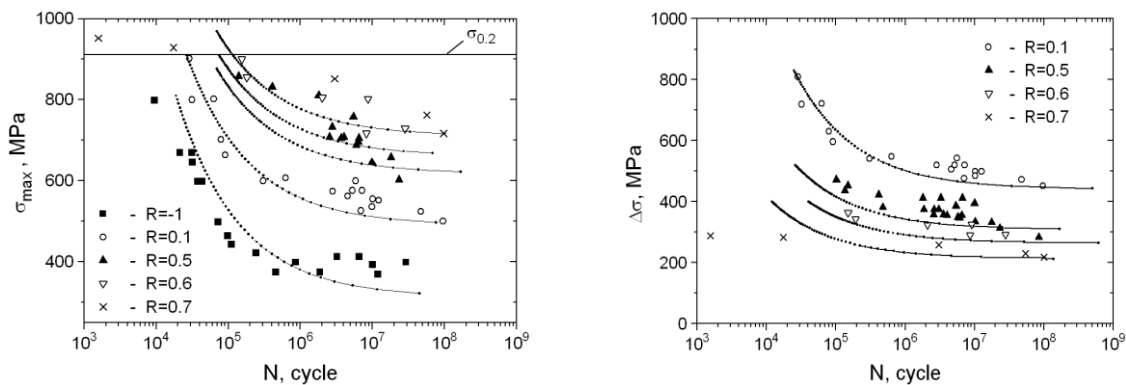


Рисунок 4. Порівняння розрахованих кривих втоми до руйнування з експериментальними даними за різних R для титанового сплаву Ti-6Al-4V. Експериментальні дані взято з [11].

На рис. 4 наведено розраховані криві втоми до руйнування за критерієм $l_t = 2$ мм у порівнянні з експериментальними даними, які показують загалом задовільний збіг розрахунку і експерименту, що таким чином підтверджує достовірність запропонованого підходу. Натомість окремі експериментальні дані, що представляють результати втомного руйнування за доволі високих значень прикладеного напруження, $\sigma_{\max} > \sigma_{0,2}$, показують на порядок менші довговічності ніж розраховані. Це свідчить про те, що запропонована модель для оцінки довговічності до ініціювання тріщини (рівняння (2) та (26) з урахуванням (3)) може використовуватись тільки для умов багатоциклової втоми, тобто, коли прикладене напруження циклу σ_{\max} знаходиться у межах пружної області статичної діаграми деформування.

Висновки.

1. Запропонований підхід може бути використаний для експрес-оцінки характеристик опору втомному руйнуванню на етапі розробки нових матеріалів, а також для оцінки залишкового ресурсу елементів конструкцій, без застосування коштовних і довготривалих випробувань на втому та втомну тріщиностійкість.

2. Для наповнення розробленої моделі довговічності з урахуванням мікроструктури, концентрації напружень і асиметрії циклу навантаження необхідно проведення:

– випробувань на короткочасний розтяг з метою визначення характеристик статичної міцності: модуля пружності E , коефіцієнта Пуассона ν , границі пропорційності σ_p , напруження текучості $\sigma_{0,2}$;

– аналізу мікроструктури і текстури вихідного матеріалу з метою визначення: розміру елемента мікроструктури, відповідального за втомну міцність даного матеріалу (розміру зерна) d , фактору Тейлора M , вектора Бюргерса b і відстані h між сусідніми паралельними площинами ковзання у кристалічній ґратці залежно від того, яка система ковзання активується відповідно до визначеного фактору Тейлора. Теоретичний коефіцієнт концентрації напружень K_t для відповідного радіуса ρ вершини концентратора необхідно розрахувати, використовуючи МСЕ або спрощені відповідні формули з довідників.

3. Запропонована модель для розрахунку втомної довговічності до ініціювання тріщини може бути застосовна: – в області багатоциклової втоми; – за регулярного одновісного циклічного навантаження; – для металів і сплавів з плоским ковзанням; – за наявності мілких і тупих поверхневих концентраторів напружень ($K_t < 4$); – для випадку транскристалітного зародження тріщини на поверхні матеріалу.

4. Такі фактори, як розмір зерна, концентрація напружень і асиметрія циклу навантаження під час розрахунку втомної довговічності до ініціювання тріщини враховуються в параметрі, що представляє границю витривалості.

Conclusions.

1. The approach proposed can be applied for the express-evaluation of fatigue resistance characteristics in the new materials development, and also for the remaining life evaluation of the structures without using of cost and long-term fatigue and fatigue crack growth tests.

2. To fill the model, it is necessary to determine the elasticity characteristics, such as elastic modulus, E , Poisson's ratio, ν , the proportional limit, σ_p , and the yield stress, $\sigma_{0.2}$, from monotonic tensile tests of standard specimens of this alloy, and the mean grain size, d , mean value of the Taylor factor, M , the magnitude of the Burgers vector, b , the distance between neighboring parallel slip planes in the lattice, depending on which slip system is activated relative to the tension direction, h , from the analysis of microstructure and texture of the starting material. The theoretical stress concentration factor, K_t , for the corresponding radius ρ at the notch tip needs to be calculated using FEM or simplified proper formulas taken from handbooks.

3. The model proposed for calculating the fatigue life to crack initiation is applicable: to the field of high-cycle fatigue at a regular cyclic uniaxial loading; to planar slip metals and alloys; in the presence of shallow and blunt notches ($K_t < 4$); for the case of transgranular crack nucleation on the surface of material.

4. In the calculation of the fatigue life to crack initiation, the factors, such as grain size, stress concentration and asymmetry of load cycle, are taken into account in the parameter representing the fatigue limit.

Список використаних джерел

1. Herasymchuk O. M. Calculating the fatigue life of smooth specimens of two-phase titanium alloys subject to symmetric uniaxial cyclic load of constant amplitude / O. M. Herasymchuk, O. V. Kononuchenko, P. E. Markovsky, V. I. Bondarchuk. // Int. J. Fatigue. – 2016. – №83. – С. 313–322.
2. Herasymchuk O. M. Nonlinear relationship between the fatigue limit and quantitative parameters of material microstructure / O. M. Herasymchuk. // Int. J. Fatigue. – 2011. – №33. – С. 649–659.
3. Herasymchuk O. M. Microstructurally-dependent model for predicting the kinetics of physically small and long fatigue crack growth / O.M.Herasymchuk. // Int. J. Fatigue. – 2015. – №81. – С.148–161.
4. Lukas P. Fatigue limit of notched bodies / P. Lukas, M. Klesnil. // Mater. Sci. Eng. – 1978. – №34. – С. 61–66.
5. El Haddad M. H. Prediction of non propagating cracks / M. N. El Haddad, T. H. Topper, K. N. Smith. // Eng Fract Mech. – 1979. – №11(3). – С. 573–584.
6. Ostash O. P. Fatigue process zone at notches / O. P. Ostash, V. V. Panasyuk. // Int. J. Fatigue. – 2001. – №23. – С.627–636.
7. Frost N. E. Fatigue tests on notched mild steel plates with measurements of fatigue cracks / N. E. Frost, D. S. Dugdale. // J. Mech Phys Solids. – 1957. – №5. – С. 182–190.
8. Chapetti M. D. Fatigue propagation threshold of short cracks under constant amplitude loading / M. D. Chapetti. // Int. J. Fatigue. – 2003. – №25. – С. 1319–1326.
9. Herasymchuk O. M. Fatigue strength of an ($\alpha + \beta$)-type titanium alloy Ti-6Al-4V produced by the electron-beam physical vapor deposition method / O. M. Herasymchuk, G. A. Sergienko, V. I. Bondarchuk, A.V. Terukov, Yu. S. Nalimov, B. A. Gryaznov. // Strength of Materials. – 2006. – №38(6). – С. 651–658.
10. Sadananda K. A two-parameter analysis of S-N fatigue life using $\Delta\sigma$ and σ_{\max} / K. Sadananda, S. Sarkar, D. Kujawski, A. K. Vasudevan. // Int. J. Fatigue. – 2009. – №31. – С. 1648–1659.
11. Peters J. O. On the application of the Kitagawa–Takahashi diagram to foreign-object damage and high-cycle fatigue / J. O. Peters, B. L. Boyce, X. Chen, J. M. McNaney, J. W. Hutchinson, R. O. Ritchie. // Engineering Fracture Mechanics. – 2002. – № 69. – С. 1425–1446.